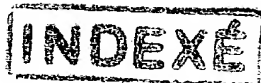


Patent Abstracts of Japan

Bn 3386 - JC7

PUBLICATION NUMBER : 09031613
PUBLICATION DATE : 04-02-97



APPLICATION DATE : 17-07-95
APPLICATION NUMBER : 07202868

APPLICANT : SKY ALUM CO LTD;

INVENTOR : MURAMATSU TOSHIKI;

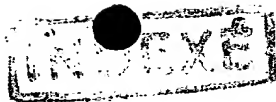
INT.CL. : C22F 1/04 C22C 21/00

TITLE : PRODUCTION OF ALUMINUM ALLOY FIN MATERIAL WITH HIGH STRENGTH AND HIGH HEAT RESISTANCE FOR HEAT EXCHANGER

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a fin material increased in fin strength at the time of heat exchanger assembly before brazing, minimal in the occurrence of buckling deformation due to high temp. at the time of brazing, and capable of thickness reduction.

SOLUTION: An ingot of Al alloy, having a composition which contains 1.0-2.0% Mn, 0.2-0.8% Si, 0.05-0.20% Cu, and small amounts of one or more elements among Zn, Sn, In, and Ga and in which Fe content is limited to $\leq 0.2\%$, is subjected to homogenizing treatment at 400-550°C for 1-30hr. Subsequently, the ingot is subjected to hot rolling while regulating the initial temp. and finishing temp. of hot rolling to 400-550°C and $\leq 300^\circ\text{C}$, respectively. The resulting Al alloy plate is subjected, without process annealing, to cold rolling of $\geq 90\%$ and then to final annealing at 150-320°C, or, the Al alloy plate is subjected, after hot rolling without delay or after cold rolling, to process annealing at $< 320^\circ\text{C}$, to cold rolling of $> 50\%$, and then to final annealing at 150-320°C.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO



● 12 3386 - J01

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-31613

(43) 公開日 平成9年(1997)2月4日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F 1/04			C 2 2 F 1/04	B
C 2 2 C 21/00			C 2 2 C 21/00	J

審査請求 未請求 請求項の数4 F D (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願平7-202868

(22) 出願日 平成7年(1995)7月17日

(71) 出願人 000107538

スカイアルミニウム株式会社

東京都中央区日本橋室町4丁目3番18号

(72) 発明者 村松 俊樹

東京都中央区日本橋室町4丁目3番18号

スカイアルミニウム株式会社内

(74) 代理人 弁理士 豊田 武久

(54) 【発明の名称】 熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 ろう付け前の熱交換器組立時におけるフィン強度が高くしかもろう付け時の高温による座屈変形も少ない、薄肉化可能なフィン材を提供する。

【解決手段】 Mn 1.0～2.0%、Si 0.2～0.8%、Cu 0.05～0.20%を含み、そのほか Zn、Sn、In、Gaの1種以上を少量含有し、Feが0.2%以下に規制されたAl合金の鋳塊に、400～550℃×1～30時間の均質化処理を施し、熱間圧延の開始温度を400～550℃、終了温度を300℃以下とし、中間焼鈍なしで90%以上の冷間圧延を施してから150～320℃で最終焼鈍を施す(請求項1)。あるいは熱間圧延後、直ちにあるいは冷間圧延を施してから320℃未満で中間焼鈍を行ない、その後50%を越える冷間圧延を行なってから150～320℃で最終焼鈍を施す(請求項2)。さらにMg 0.05～0.5%を含有する合金について前記各プロセスと同様なプロセスを施す(請求項3、4)。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mn1.0～2.0%（重量%、以下同じ）、Si0.2～0.8%、Cu0.05～0.20%を含有し、さらにZn0.2～2.0%、Sn0.01～0.1%、In0.005～0.1%、Ga0.005～0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400～550℃で1～30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400～550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後90%以上の冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03～0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150～320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とする、熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法。

【請求項2】 Mn1.0～2.0%、Si0.2～0.8%、Cu0.05～0.20%を含有し、さらにZn0.2～2.0%、Sn0.01～0.1%、In0.005～0.1%、Ga0.005～0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400～550℃で1～30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400～550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後冷間圧延を施してからもしくは冷間圧延を施さずに、320℃未満で中間焼鈍を施し、さらに50%を越える冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03～0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150～320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とする、熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法。

【請求項3】 Mn1.0～2.0%、Si0.2～0.8%、Cu0.05～0.20%、Mg0.05～0.5%を含有し、さらにZn0.2～2.0%、Sn0.01～0.1%、In0.005～0.1%、Ga0.005～0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400～550℃で1～30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400～550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後90%以上の冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03～0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150～320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とする、熱交換器用ア

ルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法。

【請求項4】 Mn1.0～2.0%、Si0.2～0.8%、Cu0.05～0.20%、Mg0.05～0.5%を含有し、さらにZn0.2～2.0%、Sn0.01～0.1%、In0.005～0.1%、Ga0.005～0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400～550℃で1～30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400～550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後冷間圧延を施してからもしくは冷間圧延を施さずに、320℃未満で中間焼鈍を施し、さらに50%を越える冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03～0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150～320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とする、熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明はベア材（裸材）あるいはブレイジングシートの芯材の形態で自動車用クーラのコンデンサやエバポレータ等の各種の熱交換器のフィンに使用されるアルミニウム合金フィン材に関するものであり、特に板厚を薄肉化した場合における熱交換器組立時のフィンの変形、座屈を防ぐためにろう付け前の強度（元板強度）を高め、しかもろう付け時の高温による耐座屈性を高めた熱交換器用フィン材の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】一般に自動車のラジエータ、インタークーラ、エバポレータ、コンデンサ、オイルクーラ等の熱交換器としては、従来からAl合金製の熱交換器が広く使用されている。このようなAl合金製の熱交換器においては、水等の温度媒体（作動流体）が流通するチューブもしくはコアプレートあるいはパイプにアルミニウム合金からなるフィン材をろう付けして組立てるのが通常であり、この場合のフィン材としては、ブレイジングシート、すなわちアルミニウム合金芯材の片面もしくは両面にアルミニウム合金ろう材からなる皮材を予め被着させた合せ板として用いたり、あるいは裸のままのベア材として用いることが行なわれている。そしてこのような熱交換器用フィン材のブレイジングシート用芯材、あるいはベア材としては、従来一般には3003合金等のAl-Mn系合金を用いることが多い。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】前述のような自動車用等の熱交換器フィン材については、コルゲート成形などの成形時のフィン成形性が良好であるばかりでなく、板

厚が例えばブレージングシート芯材の場合0.16mm程度と薄肉であるところから熱交換器組立時のフィンの変形、座屈を招かないような強度が必要とされ、しかもろう付け時には600℃前後の高温に曝されるから、ろう付け時の高温によってフィンに座屈変形が生じないような耐熱性を有すること、すなわち耐高温座屈性を有することが必要とされる。

【0004】ところで最近の自動車用の熱交換器においては軽量、小型化が強く要求され、そこで熱交換器用フィン材についても従来よりもさらに薄肉化すること、具体的には0.03~0.01mm程度まで薄肉化することが望まれている。そのためコルゲート成形等の成形時における変形、座屈の発生を防止するべく、ろう付け前の元板強度について従来よりも一層の高強度化を図ると同時に、高温のろう付け時の座屈変形を防止するべく耐熱性(耐高温座屈性)をさらに向上させることが望まれている。

【0005】しかしながら従来フィン材として使用されていた3003合金等では、0.03~0.1mm程度まで薄肉化した場合、高強度化を図ろうとすれば耐高温座屈性が低下し、そのため熱交換器組立時におけるフィン材の変形、座屈の発生防止とろう付け時の高温による座屈の発生防止とを同時に図ることは困難であり、結局0.03~0.1mm程度までフィン材の薄肉化を図ることは、実際上困難とされていた。

【0006】この発明は以上の事情を背景としてなされたもので、ろう付け前の熱交換器組立時におけるフィン材強度(元板強度)が高く、しかも耐高温座屈性が優れていてろう付け時の高温による座屈変形も少ないアルミニウム合金製フィン材を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】前述のような課題を解決するため、本願発明者等が種々実験・検討を重ねた結果、Al-Mn-Si系合金をベースとしてフィン材の合金成分を適切に調整すると同時に、フィン材製造プロセスを適切に選択しかつ各工程の条件を適切に定めることによって、ろう付け前の強度が高くしかもろう付け時の高温による座屈変形も少なく、さらにはフィン材として十分な犠牲陽極効果を有して熱交換器に十分な耐食性を与えることのできるフィン材が得られることを見出し、この発明をなすに至った。

【0008】具体的には、請求項1の発明の熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法は、Mn1.0~2.0%、Si0.2~0.8%、Cu0.05~0.20%を含有し、さらにZn0.2~2.0%、Sn0.01~0.1%、In0.005~0.1%、Ga0.005~0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の

鋳塊に対して400~550℃で1~30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400~550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後90%以上の冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03~0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150~320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とするものである。

10 【0009】また請求項2の発明の熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法は、Mn1.0~2.0%、Si0.2~0.8%、Cu0.05~0.20%を含有し、さらにZn0.2~2.0%、Sn0.01~0.1%、In0.005~0.1%、Ga0.005~0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400~550℃で1~30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400~550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後冷間圧延を施してからもしくは冷間圧延を施さずに、320℃未満で中間焼鈍を施し、さらに50%を越える冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03~0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150~320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とするものである。

20 【0010】さらに請求項3の発明の熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法は、Mn1.0~2.0%、Si0.2~0.8%、Cu0.05~0.20%、Mg0.05~0.5%を含有し、さらにZn0.2~2.0%、Sn0.01~0.1%、In0.005~0.1%、Ga0.005~0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400~550℃で1~30時間均質化処理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400~550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後90%以上の冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03~0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150~320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とするものである。

40 【0011】そしてまた請求項4の発明の熱交換器用アルミニウム合金製高強度高耐熱性フィン材の製造方法は、Mn1.0~2.0%、Si0.2~0.8%、Cu0.05~0.20%、Mg0.05~0.5%を含有し、さらにZn0.2~2.0%、Sn0.01~0.1%、In0.005~0.1%、Ga0.005

～0.1%のうちの1種または2種以上を含有し、しかもFeが0.2%以下に規制され、残部がAlおよび不可避的不純物よりなる合金の鋳塊に対して400～550℃で1～30時間均質化处理を施し、さらに熱間圧延を施すにあたって、熱間圧延開始温度を400～550℃とするとともに熱間圧延終了温度を300℃以下とし、熱間圧延終了後冷間圧延を施してからもしくは冷間圧延を施さずに、320℃未満で中間焼鈍を施し、さらに50%を越える冷間圧延率で冷間圧延を行なって0.03～0.10mmの範囲内の板厚の冷延板とし、さらに150～320℃の範囲内の温度で最終焼鈍を施して、引張強さが180N/mm²以上のフィン材を得ることを特徴とするものである。

【0012】

【発明の実施の形態】先ずこの発明における合金の成分組成の限定理由について説明する。

【0013】Mn：Mnはこの発明で用いるフィン材合金の基本的な合金成分であり、Al-Mn-Si系の微細な金属間化合物の析出物を生成して、元板（ろう付け前の板）の強度およびろう付け後の強度を向上させ、また成形性も向上させるに有効である。またAl-Mn-Si系の微細な金属間化合物は、ろう付け時の再結晶粒を粗大化させることを通じて、耐高温座屈性の向上にも寄与する。Mn量が1.0%未満ではこれらの効果が充分ではなく、一方2.0%を越えれば鋳造時に粗大な金属間化合物が生成されて、圧延性が劣化し、板材の製造が困難となる。したがってMn量は1.0～2.0%の範囲内とした。

【0014】Si：Siもこの発明で用いるフィン材合金の基本的な合金成分であり、Al-Mn-Si系の微細な金属間化合物の析出物を生成して、元板強度およびろう付け後の強度を向上させるとともに、前述のようにろう付け時の再結晶粒の粗大化を通過して耐高温座屈性を向上させるために有効な元素である。またSiは、Mnの固溶量を減少させて熱伝導性を向上させるとともに電位を卑にしてフィン材による犠牲陽極効果を高めるために有効である。Si量が0.2%未満ではこれらの効果が充分に得られず、一方0.8%を越えれば、ろう付け時においてろう材成分、特にSiのフィン材中への侵入（一般にはこれをエロージョンと称す）によるフィンの溶損や耐食性低下が発生してしまうおそれがある。したがってSi量は0.2～0.8%の範囲内とした。

【0015】Cu：Cuは元板強度およびろう付け後の強度を向上させるのに有効な元素である。Cu量が0.05%未満ではこれらの効果が少なく、一方0.2%を越えて添加されればフィン材の電位が貴になってフィン材による犠牲陽極効果が低下する。したがってCu量は0.05～0.2%の範囲内とした。

【0016】Zn, Sn, In, Ga：これらの元素はフィン材の電位を卑にして、犠牲陽極効果を高めるため

に有効であり、そこでこれらのうちの1種または2種以上が添加される。Zn量が0.2%未満、Sn量が0.01%未満、In量が0.005%未満、Ga量が0.005%未満では、上述の効果が充分に得られず、一方Zn量が2.0%、Sn量が0.1%、In量が0.1%、Ga量が0.1%を越えれば自己耐食性および圧延加工性が低下するから、Zn量は0.2～2.0%、Sn量は0.01～0.1%、In量は0.005～0.1%、Ga量は0.005～0.1%の範囲内とした。

【0017】Fe：Feは通常のアリウム合金においても不可避的不純物元素あるいは積極的添加元素として含有される元素であるが、0.3%を越えて含有されれば、Al-Mn-Fe系の粗大な金属間化合物の晶出物を形成して、ろう付け時の再結晶粒が微細になり過ぎ、耐高温座屈性が著しく低下する。そこでこの発明の場合、Feは不純物として0.2%以下に規制する必要がある。

【0018】Mg：Mgは元板強度およびろう付け後の強度を向上させるのに有効な元素であるから、請求項3、請求項4の発明の方法において添加することとした。ろう付け加熱後の冷却速度が通常の操業ではかなり速いため、MgがSiと共存することによって時効硬化を生じ、強度向上に寄与する。Mg量が0.05%未満ではこの効果が充分ではない。一方Mg量が0.5%を越えればろう付け時の再結晶粒が微細になって耐高温座屈性が低下し、また弗化物系フラックスを用いたろう付けの場合、Mgとフラックスとが反応してろう付け不良が生じ、一方真空ろう付けの場合、Mgの蒸発量が多くなってろう付け炉が汚染されるため、ろう付け炉の清掃頻度が高くなり、生産性が阻害される。従ってMgを添加する場合のMg量は0.05～0.5%の範囲内とした。

【0019】以上の各元素のほかはAlおよびFe以外の不可避的不純物とすれば良い。

【0020】次にこの発明における製造プロセスについて説明する。

【0021】一般に熱交換器用フィン材は、溶解鋳造→均質化处理→熱間圧延→冷間圧延→中間焼鈍→最終冷間圧延のプロセスを適用して、H1nの硬質テンパー状態、すなわち加工硬化だけで機械的性質を調整した状態の製品として製造されるのが通常である。しかしながらH1nテンパーでは、ろう付け前の元板強度、耐高温座屈性の両者を同時に満たすことは困難であった。そこでこの発明では、合金の成分組成を前述のように調整すると同時に、製造プロセスとして、溶解鋳造→均質化处理→熱間圧延→冷間圧延（中間焼鈍のある場合とない場合を含む）→最終焼鈍のプロセスを適用し、かつその各工程における条件を適切に設定することによって、元板強度、耐高温座屈性をともに改善することができたのである。さらに具体的に各プロセスについて説明する。

【0022】先ず溶解・鋳造工程は従来の通常の方法に

従ってDC鋳造法(半連続鋳造法)を適用すれば良い。

【0023】得られた鋳塊に対しては均質化处理(均熱処理)を施す。この均質化处理は、単に鋳塊の組織の均一化を図るためばかりでなく、Al-Mn系金属間化合物(Al-Mn、Al-Mn-Fe、Al-Mn-Fe-Si、Al-Mn-Si等)を微細に析出させて、ろう付け時における再結晶粒を粗大にし、もって耐高温座屈性を改善するとともに、ろう付け後の強度を高めるために必要な工程であり、耐高温座屈性向上、ろう付け後強度の向上のためには均質化处理を400~550℃の範囲内で1~30時間行なう必要がある。均質化处理の温度が400℃未満では、Al-Mn系金属間化合物の析出が充分に行なわれないうえ、ろう付け時の再結晶粒が粗大になりやすく、耐高温座屈性が低下してしまう。一方550℃を越えれば、析出するAl-Mn系金属間化合物が粗大となつてろう付け後強度が低下し、また同時にろう付け時の再結晶粒が微細になり、著しく耐高温座屈性が低下する。また均質化处理の時間が1時間未満では、Al-Mn系金属間化合物の析出が充分ではないため、耐高温座屈性やろう付け後強度の向上に及ぼす均質化处理の効果が少ない。一方30時間を越えて均質化处理を行なっても、前述のような効果が飽和し、消費エネルギーの点から不経済となるだけである。なおこの均質化处理の後には後述するように熱間圧延を行なうが、必要な熱間圧延開始温度を得るための加熱と兼ねて均質化处理を行ない、均質化处理に引続いて直ちに熱間圧延を行なっても良く、あるいは均質化处理後に一旦冷却し、改めて熱間圧延開始温度に加熱して熱間圧延を行なっても良い。

【0024】均質化处理後の熱間圧延は、良好な熱間圧延性を得ると同時に良好な耐高温座屈性、ろう付け後強度を得るために、その開始温度を400~550℃の範囲内とする必要がある。熱間圧延開始温度が400℃未満では、熱間圧延時の耳割れが激しくなつて圧延が困難となり、一方熱間圧延開始温度が550℃を越えれば、ろう付け後の強度が低下するとともに、ろう付け後の再結晶粒が微細になつて耐高温座屈性が低下する。さらにこの熱間圧延における終了温度は300℃以下とする必要がある。熱間圧延終了温度が300℃を越える場合、熱間圧延後の熱延コイルの冷却中にAl-Mn系析出物が析出して粗大化するため、ろう付け後の強度が低下しかつ耐高温座屈性が低下してしまう。

【0025】熱間圧延後には冷間圧延を行なつて0.03~0.10mmの範囲内の最終板厚とするが、冷間圧延の中途、あるいは熱間圧延と冷間圧延との間において中間焼鈍を行なつても良い。中間焼鈍を行なわない場合を規定したのが請求項1、請求項3の発明であり、また中間焼鈍を行なう場合を規定したのが請求項2、請求項4の発明である。

【0026】請求項2、請求項4の発明に従つて中間焼

鈍を行なう場合、材料を完全に再結晶させてしまわないように320℃未満の温度で焼鈍する必要がある。320℃以上の高温で焼鈍すれば、再結晶が進行して耐高温座屈性が低下してしまう。なお中間焼鈍温度の下限は特に限定しないが、冷間加工を容易にするという、さらなる中間焼鈍の目的を考慮すれば、通常は100℃以上とすることが好ましい。また中間焼鈍の保持時間も特に規定しないが、通常は0.5時間以上10時間以下が好ましい。10時間を越えて保持しても徐々に軟化が進行するだけであつて、耐高温座屈性向上に対する著しい寄与はなく、したがつて生産コストの上昇を招くだけであるから、10時間以下の保持とすることが好ましい。また0.5時間未満では冷間圧延性の向上が充分に図れないおそれがある。なおこの中間焼鈍は、前述のように冷間圧延の前に熱延上りで直ちに行なつても良く、あるいはある程度冷間圧延を行なつてから中間焼鈍を行ない、その後に最終冷間圧延を施しても良い。

【0027】中間焼鈍を行なわない場合の冷間圧延率、すなわち熱延上りから最終板厚までの冷間圧延率は90%以上とする必要があり、また中間焼鈍を施す場合における中間焼鈍後の冷間圧延(最終冷間圧延)の圧延率は50%以上とする必要がある。いずれも最終焼鈍後の元板強度として180N/mm²以上の値を達成するために必要な条件であり、中間焼鈍を行なわない場合の冷間圧延率が90%未満、または中間焼鈍を行なつた場合の中間焼鈍後の冷間圧延率が50%未満では元板強度180N/mm²以上を得ることが困難となる。

【0028】冷間圧延により最終板厚に仕上げた後には、最終焼鈍を150~320℃の範囲内の温度で行なう。最終焼鈍温度が150℃未満では耐高温座屈性の改善が充分ではなく、一方320℃を越える高温では徐々に再結晶が発生して元板強度が180N/mm²より低くなり、コルゲート成形時におけるフィンの成形不良および熱交換器の組立時のフィンの座屈が発生しやすくなり、製品歩留りが低下してしまう。

【0029】以上のようにして得られたフィン材は、そのままベア材として熱交換器に用いても良く、あるいは熱間圧延時にろう材とクラッドして同様な製法でブレーシングシートとして用いても良い。なおこの発明のフィン材を用いて実際に熱交換器を組立てるにあつてのろう付け法としては、真空ろう付けでも、あるいは非酸化性雰囲気ろう付けのいずれを用いても良い。

【0030】

【実施例】

実施例1:表1の合金No.1~No.15に示す成分組成の各合金について、常法に従つて溶解鋳造し、得られた鋳塊に対して均質化处理(均熱処理)を行ない、熱間圧延を施して板厚2~0.8mmの熱延板を得た。その後、中間焼鈍を施すことなく冷間圧延を施して板厚0.10mmとし、さらに最終焼鈍を施してベア材のフ

フィン材とした。このような工程における均質化処理（均熱処理）の温度、熱間圧延開始温度、熱間圧延終了温度、冷間圧延率、最終焼鈍温度を表2の製造条件A～Jに示す。なお製造条件Cを除くいずれの場合も均質化処理の加熱保持時間は10時間、最終焼鈍の加熱保持時間は2時間とした。製造条件Cでは480℃で2時間保持後直ちに熱間圧延を行なった。この場合の最終焼鈍の加熱保持時間は2時間とした。

【0031】各成分組成の合金No. 1～No. 15を用いて、それぞれ製造条件A～Jのいずれかによって製造した各フィン材につき、引張試験を行なって元板強度（引張強さ）を測定した。またろう付け後の強度を調べるため、弗化物系フラックスを各フィン材に塗布した後、窒素ガス中で600℃×3分間のろう付けに相当する加熱処理を行ない、引張試験を行なってろう付け後相当の引張強さを測定した。

【0032】さらに熱交換器としての耐食性評価、特にフィン材による犠牲陽極効果評価のために、各フィン材の孔食電位を調べた。すなわち、一般にフィン材は温度媒体（作動流体）流通用のチューブやコアプレートとろう付けされて、チューブやコアプレートに対して犠牲陽極効果を作用させ、チューブやコアプレートを防食しているが、その場合のフィン材の犠牲陽極効果を発揮させるためには、チューブやコアプレートに対してフィン材の孔食電位が30mV以上卑であることが必要である。そして一般に熱交換器のチューブやフィン材としては、3003合金が用いられ、さらに耐食性向上を目的としてCuを0.2～0.8%程度含有するAl-Mn-C*

表 1

合金 No	合 金 組 成 (wt%)									備 考
Mn	Si	Fe	Cu	Zn	In	Sn	Ga	Al		
1	1. 1	0. 15	0. 2	0. 18	—	0. 06	—	—	残	発明用合金
2	1. 5	0. 40	0. 1	0. 12	1. 5	—	—	—	残	〃
3	1. 9	0. 60	0. 1	0. 07	—	—	0. 05	—	残	〃
4	1. 4	0. 30	0. 2	0. 13	—	—	—	0. 03	残	〃
5	1. 3	0. 35	0. 2	0. 13	0. 3	—	0. 04	—	残	〃
6	1. 3	0. 45	0. 1	0. 20	—	0. 03	—	0. 03	残	〃
7	0. 8	0. 15	0. 2	0. 15	1. 5	—	—	—	残	比較用合金
8	2. 2	0. 20	0. 2	0. 10	1. 8	—	—	—	残	〃
9	1. 5	1. 0	0. 2	0. 08	1. 5	—	—	—	残	〃
10	1. 1	0. 10	0. 4	0. 15	—	0. 03	—	—	残	〃
11	1. 1	0. 20	0. 3	0. 03	—	—	0. 04	0. 02	残	〃
12	1. 5	0. 40	0. 2	0. 15	0. 10	—	—	—	残	〃
13	1. 4	0. 35	0. 2	0. 15	—	0. 003	—	—	残	〃
14	1. 3	0. 30	0. 1	0. 15	—	—	0. 004	—	残	〃
15	1. 4	0. 45	0. 2	0. 15	—	—	—	0. 003	残	〃
16	1. 5	0. 35	0. 1	0. 14	1. 5	—	0. 03	—	残	発明用合金

【0037】

※ ※【表2】

* u (—Ti) 系合金が用いられるようになってきているが、前者の3003合金ではろう付け後の孔食電位が約-700mV、後者のCuを0.2～0.8%程度含有するAl-Mn-Cu (—Ti) 系合金では-660mV程度であり、これらのいずれに対してもフィン材による十分な犠牲陽極効果を発揮させるためには、フィン材の孔食電位が-730mV以上の卑であることが必要となる。そこでこの実施例では、フィン材の孔食電位が-730mV以上の卑であるか否かで熱交換器としての耐食性を評価した。なお孔食電位の測定は、2.67%AlCl₃水溶液中で行なった。

【0033】さらに、ろう付け時における耐高温座屈性能を評価するため、フィン材ろう付け時に相当する条件でのサグ量を調べた。すなわち、試料を幅20mm、長さ70mmに切断して弗化物系フラックスを塗布し、その一端を治具で固定して60mmの長さに水平に突き出し、窒素ガス雰囲気中で600℃×3分間の加熱を行ない、突き出した先端の垂下量（サグ量）を測定した。

【0034】また、フィン材をコルゲート加工して弗化物系フラックスを塗布し、芯材として3003合金を用いかつろう材として4045合金を用いた厚さ0.6mmのブレイジングシート上に載置して、窒素ガス雰囲気中で600℃×3分間のろう付け加熱を行なった後、ろう付け状況をミクロ観察してろう付け時の溶融ろうによるフィン材へのエロージョン性を調べた。

【0035】以上の各調査結果を表3に示す。

【0036】

【表1】

表 2

製造 条件 No	製 造 条 件							区 分
	均 熱 度 (℃)	熱間圧 延開始 温度 (℃)	熱間圧 延終了 温度 (℃)	熱間圧延 上り板厚 (mm)	中間 焼鈍	冷 間 圧 延 下率 (%)	最 終 焼 鈍 温 度 (℃)	
A	530	530	290	2.0	-	95	250	本 発 明 プロセス
B	500	480	260	1.0	-	90	200	"
C	480	480	250	2.0	-	95	160	"
D	450	420	220	2.0	-	95	310	"
E	560	530	290	2.0	-	95	200	比 較 プロセス
F	400	380	230	2.0	-	95	260	"
G	530	530	350	2.0	-	95	200	"
H	500	500	280	2.0	-	95	140	"
I	530	530	300	0.84	-	88	180	"
J	480	450	230	2.0	-	95	340	"

【0038】

* * 【表3】
表 3

サンプ ルNo	合 金 No	製造 条件 No	引張り強さ		サ グ 量 mm	孔食電位 (mV) (VS SCE)	フィンの ろう付け 状況	備 考
			元 板 N/mm ²	ろう付 け後 N/mm ²				
1A	1	A	205	105	7	-780	良好	本発明例
2B	2	B	220	115	7	-790	"	"
3C	3	C	260	125	8	-780	"	"
4D	4	D	185	113	5	-760	"	"
5A	5	A	215	110	7	-770	"	"
6B	6	B	217	112	8	-790	"	"
2E	2	E	240	120	23	-780	"	比 較 例
2F	2	F	熱間圧延時耳割れが激しくその後の工程中止					"
4G	4	G	215	100	20	-760	良好	"
5H	5	H	230	108	32	-770	"	"
1I	1	I	175	85	16	-783	"	"
7A	7	A	175	87	12	-800	"	"
8B	8	B	熱間圧延時耳割れが激しくその後の工程中止					"
9C	9	C	250	110	12	-785	エロージ ョンが激 しい	"
10D	10	D	188	105	24	-760	良好	"
11B	11	B	170	90	10	-800	"	"
12B	12	B	222	113	8	-690	"	"
13C	13	C	230	110	10	-705	"	"
14D	14	D	185	108	5	-710	"	"
15A	15	A	202	103	8	-700	"	"
1J	1	J	140	100	5	-780	"	"
4J	4	J	143	108	5	-760	"	"

【0039】表3から、この発明で規定する成分組成条件、製造プロセス条件を満たして得られたフィン材（本発明例）では、元板の強度が180N/mm²を確実に越えたとともにろう付け後の強度も100N/mm²を※50

※越え、しかもサグ量も10mm未満で耐高温座屈性が優れ、さらに自然電位が-730mVよりも確実に卑であって犠牲陽極効果を十分に有して、熱交換器としての耐食性にも優れており、さらにろう付け時のろう材の

エロージョンもほとんどないことが判明した。これに対し成分組成条件、製造プロセス条件のいずれかがこの発明で規定する範囲を外れた比較例は、上記のいずれかの性能が劣っていた。

【0040】実施例2：実施例1と同様に、表1のNo. 1～No. 15に示す成分組成の各合金について、常法に従って溶解鋳造し、得られた鋳塊に対して均質化处理（均熱処理）を施し、熱間圧延を行なって厚さ3.0mmの熱延板とした。その後、冷間圧延を行なってから中間焼鈍を施し、さらに最終の冷間圧延を施して板厚0.07mmとし、最終焼鈍を施してペア材のフィン材とした。これらのプロセスにおける均質化処理の温度、熱間圧延開始温度、熱間圧延終了温度、中間焼鈍時の板*

表

4

*厚、中間焼鈍温度、最終の冷間圧延圧下率、最終焼鈍温度を表4の製造条件K～Wに示す。なお製造条件Mを除いていずれの場合も均質化処理の加熱保持時間は10時間、中間焼鈍の加熱保持時間は5時間、最終焼鈍の加熱保持時間は5時間とした。製造条件Mでは480℃で2時間保持後直ちに熱間圧延を行なった。この場合の中間焼鈍および最終焼鈍の加熱保持時間は2時間とした。

【0041】各成分組成の合金No. 1～No. 15について、それぞれ製造条件K～Wのいずれかによって製造した各フィン材について、前記実施例1と同様に諸性能を調べた結果を表5に示す。

【0042】

【表4】

製造条件No	製造条件							区分
	均熱温度(℃)	熱間圧延開始温度(℃)	熱間圧延終了温度(℃)	中間焼鈍板厚(mm)	中間焼鈍温度(℃)	冷間圧延圧下率(%)	最終焼鈍温度(℃)	
K	530	530	290	1.0	230	93	230	本発明プロセス
L	500	480	260	0.18	130	60	200	"
M	480	480	230	1.3	200	94	300	"
N	450	420	220	2.0	290	96	250	"
O	560	530	290	1.0	290	93	230	比較プロセス
P	400	380	230	1.0	250	93	290	"
Q	500	560	300	1.0	200	93	200	"
R	530	530	350	1.0	150	93	270	"
S	480	460	240	1.0	340	93	230	"
T	500	500	280	0.14	270	50	200	"
U	480	480	260	1.0	250	93	-	"
V	460	460	240	1.0	250	93	140	"
W	500	480	250	1.0	250	93	340	"

【0043】

※ ※【表5】

サンプルNo	合金No	製造条件No	引張り強さ		サグ量mm	孔食電位(mV) (VS SCE)	フィンのろう付け状況	備考
			元板 N/mm ²	ろう付け後 N/mm ²				
1K	1	K	205	103	12	-780	良好	本発明例
2L	2	L	220	112	13	-788	"	"
3M	3	M	183	120	10	-780	"	"
4N	4	N	205	110	12	-760	"	"
5K	5	K	210	105	12	-770	"	"
6L	6	L	214	108	13	-790	"	"
2O	2	O	215	110	40	-790	"	比較例
2P	2	P	熱間圧延時耳割れが激しくその後の工程中止					"
2Q	2	Q	220	106	42	-790	良好	"
2R	2	R	210	106	30	-790	"	"
2S	2	S	176	105	10	-790	"	"
2T	2	T	160	105	18	-790	"	"
2U	2	U	238	104	44	-790	"	"
2V	2	V	225	105	38	-790	"	"
2W	2	W	140	108	8	-790	"	"
7K	7	K	175	80	14	-800	"	"
8L	8	L	熱間圧延時耳割れが激しくその後の工程中止					"
9M	9	M	185	110	12	-785	エロージョンが激しい	"
10N	10	N	205	102	38	-760	良好	"
11M	11	M	170	85	10	-800	"	"
12L	12	L	220	110	14	-690	"	"
13M	13	M	185	108	13	-705	"	"
14N	14	N	220	108	13	-710	"	"
15K	15	K	237	107	13	-700	"	"

【0044】実施例1の場合(表3)と比較して実施例2の場合(表5)、最終板厚が薄いため、サグ量が全般的に大きくなってはいるが、比較例と比べればサグ量は小さく、耐高温座屈性が優れていることが明らかである。本発明例によるフィン材のその他の性能は、表3に示される実施例1の場合と同様に優れていた。

【0045】実施例3：表1の合金No. 16に示す成分組成の合金について、表2に示される製造条件符号Bの条件によって実施例1の方法に従って中間焼鈍なしで板厚0.07mmのベアフィン材を作製した(但し冷間圧延率は製造条件符号Bの場合と異なり、93%)。また同じく表1の合金No. 16に示す成分組成の合金について、表4に示される製造条件Lの条件にて実施例2の方法に従って板厚0.07mmのベアフィン材を作製した。

【0046】各フィン材について、引張試験を行なって元板強度(引張強さ)を測定するとともに、真空中ろう付け後の強度を調べるため 5×10^{-5} Torrの真空中で $600^{\circ}\text{C} \times 3$ 分間の真空中ろう付けに相当する加熱処理を*

30*行ない、引張試験によって真空中ろう付け後相当の引張強さを測定した。さらに熱交換器としての耐食性、特にフィン材による犠牲陽極効果の評価のため、各フィン材の孔食電位を実施例1と同様に測定した。そしてまた、真空中ろう付けにおける耐高温座屈性能を評価するため、フィン材の試料を幅20mm、長さ70mmに切断してその一端を治具で固定して60mmの長さに水平に突き出し、 5×10^{-5} Torrの真空度の炉中にて $600^{\circ}\text{C} \times 3$ 分間加熱し、突き出した先端の垂下量(サグ量)を測定した。さらに、フィン材をコルゲート加工し、芯材として3003合金を用いかつろう材として4104合金を用いたブレイジングシート上に載置して、 5×10^{-5} Torrの真空雰囲気中で $600^{\circ}\text{C} \times 3$ 分間のろう付け加熱を行なった後、ろう付け状況をミクロ観察して真空中ろう付け時の熔融ろうによるフィン材へのエロージョン性を調べた。これらの各調査結果を表6に示す。

【0047】

【表6】

表 6

サンプルNo	合金No	製造条件No	引張り強さ		サグ量 (mm)	孔食電位 (mv) (VS SCE)	フィンのろう付け状況	備 考
			元 板 N/mm ²	ろう付け後 N/mm ²				
16B	16	B	220	111	14	-760	良 好	本発明例
16L	16	L	222	113	15	-760	"	"

【0048】表6から判るように、真空ろう付けを行なった実施例3の場合も、同じ板厚のフィン材について弗化物フラックスを用いた窒素ガス雰囲気中でのろう付けの場合（実施例2；表5）とほぼ同等の結果が得られた。

【0049】

【発明の効果】前述の各実施例から明らかなように、この発明の方法により得られた熱交換器用フィン材は、ろう付け前の強度（元板強度）が高く、板厚が0.1mm以下と薄肉であっても、熱交換器組立時において変形、座屈するおそれが極めて少なく、しかも耐高温座屈性も*

*優れていて、ろう付け時の高温によって座屈するおそれも少ない。そのほか、この発明の方法により得られたフィン材は、ろう付け後の強度も高く、また熱交換器としてコアプレートやチューブとろう付けした後におけるこれらのチューブやコアプレートに対する犠牲陽極効果も充分に発揮することができるとともにろう材によるエロージョンも極めて少ない。したがってこの発明の方法によって得られたフィン材を熱交換器に用いれば、フィン材や熱交換器自体に要求される諸性能を損なうことなく、実際に0.1mm以下にフィン材を薄肉化して、熱交換器の軽量化、低コスト化を図ることができる。